



ПОЛИТЕХ
Санкт-Петербургский
политехнический университет
Петра Великого

На правах рукописи

ГОРУНОВ Андрей Игоревич

**РАЗРАБОТКА НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
ОСНОВ СОЗДАНИЯ МАТЕРИАЛОВ
С ПОВЫШЕННЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ
И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ
МЕТОДОМ ПЛНМ**

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Казань 2020

Работа выполнена на кафедре лазерных технологий
Казанского национального исследовательского
технического университета им. А.Н. Туполева

Научный консультант:

доктор физико-математических наук, профессор
ГИЛЬМУТДИНОВ Альберт Харисович

Официальные оппоненты:

ШИГАНОВ Игорь Николаевич

доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Лазерные технологии в машиностроении» МГТУ им. Н.Э. Баумана (г. Москва)

ПАНИН Алексей Викторович

доктор физико-математических наук, доцент, заведующий лабораторией Физики поверхностных явлений Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (г. Томск)

САМОДУРОВА Марина Николаевна

доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Процессы и машины обработки металлов давлением», ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)» (г. Челябинск)

Ведущая организация федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ), г. Москва

Защита состоится «16» марта 2021 г. в 16⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета УР.05.16.09 в ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого» по адресу 195251, Санкт-Петербург, Политехническая, 29, лабораторно-аудиторный корпус, аудитория Высшей школы машиностроения.

Отзыв на автореферат в двух экземплярах (заверенных печатью) просим направить по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГАОУ ВО «СПбПУ» и на сайте www.spbstu.ru.

Автореферат разослан «_____» _____ 2020 г.

Ученый секретарь
диссертационного Совета УР.05.16.09
канд. тех. наук, ст. пр.

Хрусталева И.Н.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы.

В последние годы активно разрабатываются новые решения, направленные на создание порошковых материалов, устройств и алгоритмов аддитивного производства изделий. Наряду с этим, среди объявленных стратегических направлений развития материалов и технологий до 2030 года, присутствуют аддитивные технологии. Развитие методов получения защитных покрытий с использованием концентрированных потоков энергии привело к появлению новых технологий изготовления изделий, таких как селективное лазерное плавление (СЛП) и прямое лазерное нанесение материалов (ПЛНМ). Большой интерес вызывает метод ПЛНМ. По сравнению с СЛП данный метод позволяет не только выращивать необходимую деталь по данным САД модели, но и восстанавливать ее после частичного износа или разрушения. С помощью метода ПЛНМ можно получать материалы с однородной, градиентной или композитной структурой. Данный метод представляет собой процесс, при котором лазерный луч плавит порошковый материал, подаваемый на поверхность подложки через коаксиальное сопло. Метод ПЛНМ обеспечивает ряд преимуществ по сравнению с традиционными способами литья и обработки металлов давлением. К этим преимуществам может быть отнесена высокая скорость изготовления изделий, отсутствие требований к технологической оснастке, возможность изготовления сложных форм. Однако вопросы, связанные с управлением структурой металла в процессе аддитивного производства изделий методами ПЛНМ, изучены достаточно слабо.

Актуальность выбранной темы исследования подтверждена ее выполнением в рамках хоздоговора №SCM/CT/RD-KAI_Laser/25/12/2017 от 25 декабря 2017 с ООО «Сименс», Государственного задания №9.3236.2017/4.6, №075-03-2020-051 (fzsu-2020-0020), Госконтракта по 220-му постановлению №14.z50.31.0023, Российского научного фонда №19-79-00039, гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых МК-3745.2019.8 и Российского фонда фундаментальных исследований 16-33-80016 мол_эв_а.

Степень разработанности темы: Исследование выполнено на основе экспериментальных и теоретических исследований в области лазерной обработки материалов и технологий получения материалов с улучшенными механическими и эксплуатационными свойствами, проведенных в работах таких отечественных и зарубежных ученых как Г.А. Абильситов, С.А. Астапчик, Г.И. Бровер, А.А. Веденов, В.П. Вейко, И. Гибсон, А.Х. Гильмутдинов, А.Г. Григорянц, Д.Н. Гуреев, Е.Н Каблов, А.И. Рудской, В.С. Коваленко, В. Конг, В.С. Крапошин, К. Ма, Л.И. Миркин, М. У. Моррис, Ф. Нинг, А.А. Попович, Н.Н. Рыкалин, И. Ю. Смуров, Г.А. Туричин, А.А. Углов, И.Н. Шиганов, И.В. Шишковский, М. Шмидт, И.А. Ядройцев и др.

Одним из преимуществ изготовления изделий с использованием лазера является локальное управление структурой металла изделия в процессе послойного синтеза. Совершенствование лазерных аддитивных технологий за счет управления структурой и свойствами в процессе выращивания изделий позволит сократить время и снизить стоимость получаемых изделий и количество постобработок.

Цель работы: Разработка научно-технологических основ совершенствования процессов создания новых материалов с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами на основе принципов управления структурой сплавов в процессе ПЛНМ при внешних воздействиях.

Задачи работы.

1. Установить закономерности формирования структуры в сплавах получаемых методом легирования и ПЛНМ изделий с заданной структурой, свойствами и составом.
2. Определить морфологию и состав карбидов формируемых в сплавах методом ПЛНМ.
3. Разработать новые порошковые композиции для получения многослойных покрытий и ремонта изделий методом ПЛНМ.
4. Разработать технологию модифицирования поверхности сплавов методом ПЛНМ.
5. Разработать технологию формирования изделий на основе титана, никеля и железа при условии полного или частичного плавления присадочного порошка методом холодного газодинамиче-

ского напыления с одновременной интенсификацией процесса лазером (ХГНЛ).

6. Установить влияние акустических колебаний на структуру, свойства, фазовый и химический состав сплавов получаемых методом ПЛНМ.

7. Разработать и внедрить в промышленное производство технологии ремонта и изготовления изделий методом ПЛНМ.

Научная новизна работы: заключается в создании научно обоснованных технологических решений формирования структуры и свойств в изделиях, получаемых методом ПЛНМ.

1. Разработаны научно-технологические основы создания материалов с повышенными физико-механическими и эксплуатационными характеристиками на основе управления структурой и свойствами сплавов в процессе ПЛНМ.

2. Впервые предложено и экспериментально реализовано совмещение методов ПЛНМ и ХГНЛ (ХГНЛ_С_ПЛНМ) для получения структурно-градиентных материалов. Установлено, что прочность и пластичность образцов ХГНЛ_С_ПЛНМ выше на 12 и 30 % соответственно по сравнению с образцами полученными методом ХГНЛ за счет увеличения прочности сцепления между порошковыми частицами.

3. Установлено, что в сплавах на основе титана с содержанием углерода от 0,02 до 12 масс.%, получаемых методом ПЛНМ формируются карбиды TiC в форме игл. Игольчатая морфология TiC вызывает снижение пластичности и способствует образованию трещин в наплавленном металле. При этом в сплавах с содержанием углерода 12 масс.% и выше формируются карбиды TiC глобулярного типа, которые способствуют снижению потери массы 1,2 раза при испытании на трение. Устранение карбидов игольчатой морфологии может быть достигнуто нагревом до 950 °С с выдержкой в печи в течении 1 часа. Это позволяет устранить карбиды TiC игольчатой морфологии, сохранив при этом карбиды TiC глобулярной формы, что в совокупности способствует снижению потери массы в 2 раза при испытании на трение.

4. Установлено, что добавление 5 масс.% карбида бора (BC) и 3 масс.% карбида вольфрама (WC) в порошковую смесь на осно-

ве карбида титана (TiC) является оптимальным для осуществления ПЛНМ. Впервые получено многослойное покрытие, в состав которого входит моноборид титана на фоне β матрицы с равномерным распределением частиц TiC, BC и WC. Твердость армирующих частиц в 3-10 раз выше твердости матрицы покрытия.

5. Армирование сплавов порошковыми частицами BC и TiC методом легирования лазером мощностью 5 кВт с частотой импульсов 50 мсек позволяет снизить коэффициент трения поверхности сплава VT20 в 2 раза. Разработанная порошковая смесь может применяться для нанесения многослойных покрытий на поверхность сплавов на основе титана и железа с целью повышения сопротивления износу.

6. Установлено, что ультразвуковая обработка выращиваемых изделий мощностью от 1 до 1,5 кВт и частотой от 22 до 100 кГц в процессе прямого лазерного нанесения (ПЛНМ+УЗ) приводит к формированию участков с равноосными зёрнами в структуре металла. Равноосные зёрна в структуре унаследованы от исходных порошковых частиц.

7. Ультразвуковые колебания в процессе ПЛНМ+УЗ сплавов на основе титана подавляют процесс формирования в структуре металла карбидов TiC игольчатой формы. Воздействие акустическими колебаниями с частотой 80 кГц и мощностью 1 кВт на подложку в процессе ПЛНМ+УЗ позволяет увеличить среднее значение твердости металла образцов более чем на 10%. Метод ПЛНМ+УЗ способствует увеличению предела прочности сплавов до 21% при сохранении пластичности.

Методология и методы исследования

Методология: Разработка способов и устройств, исследование состава, структуры и свойств сплавов, формулировка гипотез.

Методы исследования:

Спектральный, электронно-микроскопический, оптический, рентгеноструктурный анализ, метод дифракции обратно рассеянных электронов, трибологические и механические испытания, измерение твердости, определение шероховатости, фракционного

состава, пробоподготовка, методы высокоскоростной и тепловизионной съемки.

Положения, выносимые на защиту

1. Закономерности формирования структуры металла образцов в процессе ПЛНМ при различных температурных воздействиях.

2. Технология лазерного легирования поверхности титанового сплава ВТ20 с добавлением частиц TiC и WC в зону лазерного воздействия. Закономерности формирования карбидов в сплавах, подвергнутых лазерной обработке. Методы устранения карбидов TiC игольчатой морфологии.

3. Порошковая композиция на основе TiC с добавлением 5 масс.% WC и 3 масс.% WC. Метод ПЛНМ для создания функционально-градиентных материалов.

4. Метод ХГНЛ для получения многослойных образцов с частичным плавлением порошкового материала. Результаты исследования структуры и свойств изделий из сплавов на основе титана, никеля и железа, получаемых методом ХГНЛ. Концепция совмещения технологических процессов ПЛНМ и ХГНЛ для получения структурно градиентных материалов.

5. Лазерно-акустические методы ПЛНМ. Схема получения градиентных материалов за счет затвердевания металла из жидкого и гетерофазного состояний в процессе ПЛНМ+УЗ. Технологические рекомендации применения ПЛНМ+УЗ для получения изделий с равноосной структурой.

Практическая значимость работы.

1. На основе экспериментальных и теоретических исследований разработаны методы лазерного модифицирования поверхности титановых сплавов и нержавеющей стали (патент №2692348).

2. Разработаны способы и устройства для создания материалов с градиентной и гомогенной структурой методом лазерно-акустического выращивания металлических изделий (патент №2618287, №170344, №2656906, №2669953, №165179). Установлено влияние акустических колебаний на формирование структуры и свойств изделий, получаемых в процессе ПЛНМ.

3. Получено лицензионное соглашение от ПАО «КАМАЗ» на «патент №2618287, 04.08.2015». Способ лазерной обработки изделия (варианты) и устройство для его осуществления (варианты) в рамках выполнения проекта Государственного задания 9.3236.2017/4.6.

4. Разработаны новые способы выращивания изделий методом ПЛНМ с принудительным охлаждением и подогревом подложки позволяющие осуществлять управление структурой металла в процессе осуществления ремонтной технологии лопаток турбин (патент №2638850).

5. Разработана технология холодного газодинамического напыления с интенсификацией процесса лазером (патент №2645631). Установлена и обоснована взаимосвязь между параметрами лазерного излучения и прочностными характеристиками полученных образцов.

6. Разработана программа ЭВМ (Пр. ЭВМ №2019619180) для прогнозирования структуры материалов, получаемых методами ПЛНМ.

Результаты исследований включены в учебный процесс при преподавании дисциплины «Основы аддитивного производства» и «Технологии конструкционных материалов» на кафедре лазерных технологий Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева, а также при руководстве научной работой бакалавров и магистрантов.

Апробация работы. Основные результаты исследований, обобщенные в диссертационной работе, доложены и обсуждены на следующих всероссийских и международных конференциях и симпозиумах: Международной научной конференции «Нигматуллинские чтения» (г. Казань, 2018 г.); XIV Международной молодежной научной конференции «Гагаринские чтения» (г. Москва, 2019 г.); IX Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы» (г. Казань, 2018 г.); XXII, XXIII Международных молодежных научных конференциях «Туполевские чтения» (г. Казань, 2015, 2017 гг.); Beam technologies and laser application, (г. Санкт-Петербург, 2015, 2018 гг.); II, IV Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» (г. Москва, 2016 г.);

II Международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья – основа инновационного развития экономики России», Москва, 2017 г.; международной конференции «18th International ESAFORM Conference on Material Forming» (Австрия, Грац, 2015 г.); международной конференции «The Twenty-Fifth Annual International Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium – An Additive Manufacturing Conference» (США, Техас, 2014 г.); международной научно-практической конференции «Поиск эффективных решений в процессе создания и реализации научных разработок в российской авиационной и ракетно-космической промышленности» (Казань, 2014 г.); II Научно-технической конференции «Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники» (г. Москва, 2015).

Публикации. По результатам диссертационной работы опубликовано 13 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК, 12 публикаций, индексируемых наукометрическими базами Web of Science и Scopus. Получено 6 патентов на изобретение, 2 патента на полезную модель, 3 сертификата программы ЭВМ.

Соответствие паспорту научной специальности. Диссертация соответствует паспорту специальности 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение) в части пунктов:

- п.1. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности материалов и изделий;

- п.3. Разработка научных основ выбора материалов с заданными свойствами применительно к конкретным условиям изготовления и эксплуатации изделий и конструкций;

- п.4. Разработка физико-химических и физико-механических процессов формирования новых материалов, обладающих уникальными функциональными, физико-механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами, оптимальной себестоимостью и экологической чистотой;

- п.6. Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-

механических и эксплуатационных свойств материалов на образцах и изделиях;

- п.10. Разработка покрытий различного назначения (упрочняющих, износостойких и других) и методов управления их качеством;

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, семи глав, списка использованной литературы из 274 источников. Работа изложена на 267 страницах, включая 187 рисунков и 7 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы и научная новизна.

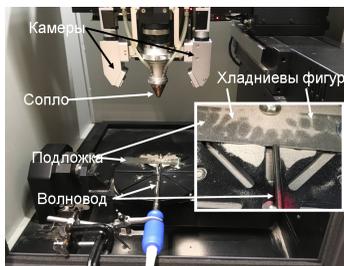
В главе 1 проанализировано влияние внешних воздействий на формирование структуры и свойств изделий, получаемых методом ПЛНМ. На основе анализа работ обобщены закономерности формирования структуры и свойств в изделиях, получаемых методом послойного нанесения металла концентрированными потоками энергии. На основе проведенного анализа поставлена цель работы и сформулированы задачи исследования.

В главе 2 представлены материалы и методика проведения исследований. Процесс ПЛНМ и лазерно-акустического аддитивного производства изделий (ПЛНМ+УЗ) проводился с использованием комплекса InssTek MX mini (Корея) в сочетании с акустической системой U - Sonic (Россия) (рисунок 1). В состав установки InssTek MX mini, предназначенной для ПЛНМ, входит волоконный лазер IPG Photonics мощностью до 600 Вт с длиной волны 1064 нм. Модифицирование поверхности сплавов методом ПЛНМ осуществлялось с использованием роботизированного комплекса Laser Clad 10R60 с максимальной мощностью лазера 10 кВт.

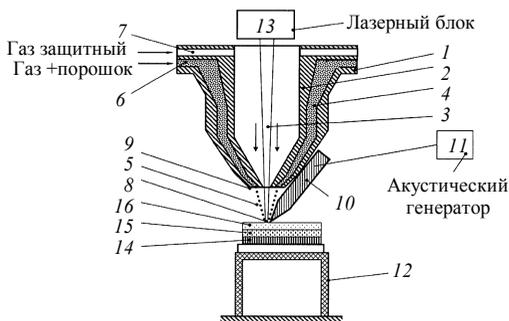
Нанесение покрытий методом ПЛНМ со сверхзвуковой подачей газопорошковой смеси (ХГНЛ) осуществлялось с помощью разработанной и запатентованной автором установки. В комплект установки входил волоконный лазер IPG Photonics с длиной волны 1064 нм и максимальной мощностью 6 кВт.



a



б



в

Рисунок 1 – Оборудование для ПЛНМ и ПЛНМ+УЗ: *a* – общий вид установки; *б* – схема расположения волновода и сопла относительно подложки; *в* – схема устройства для прямого лазерного нанесения материала с возможностью дополнительного акустического воздействия на подложку акустическими колебаниями

Устройство для ПЛНМ и ПЛНМ+УЗ представлено на рисунке 1, *в*. Устройство содержит корпус 1 и установленную в нем вставку 2 с центральным проходным каналом для прохода лазерного луча 3. Вставка 2 установлена в корпусе 1 с кольцевым зазором 4 для подачи через него газопорошковой смеси 5 в зону обработки 8 из патрубка 6, установленного перпендикулярно оси корпуса 1. Корпус 1 снабжен патрубком 7. Ниже выходного отверстия 9 кольцевого зазора корпуса 1 установлен волновод 10, соединенный с акустическим генератором 11. Волновод 10 может быть закреплен на корпусе или к подложке. Подложка располагается на рабочем столике 12. В состав устройства ПЛНМ+УЗ входит лазерный блок 13. В процессе ПЛНМ+УЗ формируется многослойное по-

крытие 14, 15, 16. Устройство ПЛНМ+УЗ содержит также систему приводов для взаимного перемещения корпуса относительно поверхности обрабатываемого изделия, размещенного на столике. Акустические преобразователи были выбраны с частотами (ν) 22, 40, 60, 80 и 100 кГц. Максимальная мощность (P) акустических генераторов составляла 1,5 кВт.

Выращивание образцов с возможностью плавления и без плавления порошкового материала осуществляли методом ПЛНМ со сверхзвуковой подачей порошковой смеси или методом ХГНЛ.

Принцип работы установки (рисунок 2): азот под давлением 1–3 МПа разделяется на два потока, один из которых подается в форкамеру сверхзвукового сопла, второй – в питатель для подачи порошкового материала. В форкамере два потока смешиваются, далее газопорошковый поток подается в сопло, где разгоняется до сверхзвуковой скорости. На подложку одновременно воздействуют, струя газопорошковой смеси и луч волоконного лазера.

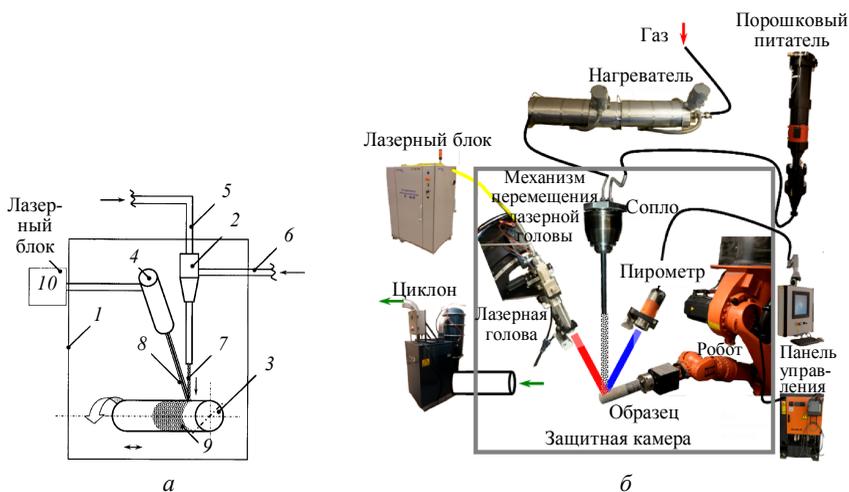


Рисунок 2 – Метод ХГНЛ: *а* – принципиальная схема ХГНЛ; *б* – основные элементы устройства

Устройство для выращивания образцов методом ХГНЛ (рисунок 2, *а*) содержит рабочую камеру 1, распылительное сопло 2,

для подачи газопорошковой смеси подложку 3 и лазер 4. В распылительное сопло 2 с помощью патрубка 5 подается азот, в распылительное сопло 2 с помощью патрубка 6 – порошок. Газопорошковая смесь 7, выходящая из сопла 2, и лазерный луч 8 направлены к поверхности 9 подложки 3. Лазерный блок 10 – это электронный блок, управляющий мощностью лазерного излучения лазера 4. Перемещение может осуществляться, например, вручную или механически с использованием механизмов зубчатой или червячной передачи. Робот перемещает подложку 3 относительно распылительного сопла 2. В результате формируется покрытие 9 на поверхности подложки 3. Во время нанесения газопорошковой смеси 7 подложка перемещается роботом. Одной из основных особенностей устройства является возможность изменения угла наклона лазерной головки, а также смещение фокуса лазерного пятна относительно пятна фокусировки порошка на поверхности образца.

Макро- и микроструктура металла были идентифицированы химическим травлением. Микротвердость измерялась с помощью автоматического твердомера Tukon 2500 (Германия). Анализ структуры металла образцов проводился с помощью универсального инвертированного микроскопа Carl Zeiss Axio Observer.A1m (Германия). Электронно-микроскопическое изображение поверхности образцов было получено на рабочей станции Auriga CrossBeam (Германия). Анализ дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) проводился на установке SEM Mira 3 Tescan (Чехия) с использованием программного обеспечения Channel 5-NKL. Рентгенофазовый анализ сечения полученных образцов проводили на многофункциональном дифрактометре Rigaku SmartLab (Япония). Циклические испытания на изгиб образцов были выполнены на установке Electropuls E10000 (Великобритания). Измерения шероховатости и профиля поверхности покрытия выполняли с использованием профилографа-профилометра Абрис-ПМ7 (Россия). Трибологические испытания осуществлялись с помощью системы Универсал-1А (Россия).

В главе 3 представлены технологические приемы и научные аспекты целенаправленного формирования структуры образцов и

изделий методом ПЛНМ с температурными воздействиями на подложку.

На основе экспериментальных данных предложена теоретическая схема формирования структуры в образцах из сплава ВТ6 в процессе ПЛНМ при различных температурных воздействиях на подложку (рисунок 3, где h – зона мелких равноосных зерен, H – зона крупных столбчатых направленных зерен). Автором предложен вариант схемы, согласно которому перед выращиванием образца подложка разогревалась до температуры 300 °С (рисунок 3, *а*), а после формирования первых пяти слоев образца подложка принудительно охлаждалась до комнатной температуры (рисунок 3, *б*). Согласно предложенной схеме обеспечивалось формирование большого количества мелких равноосных зерен в структуре металла.

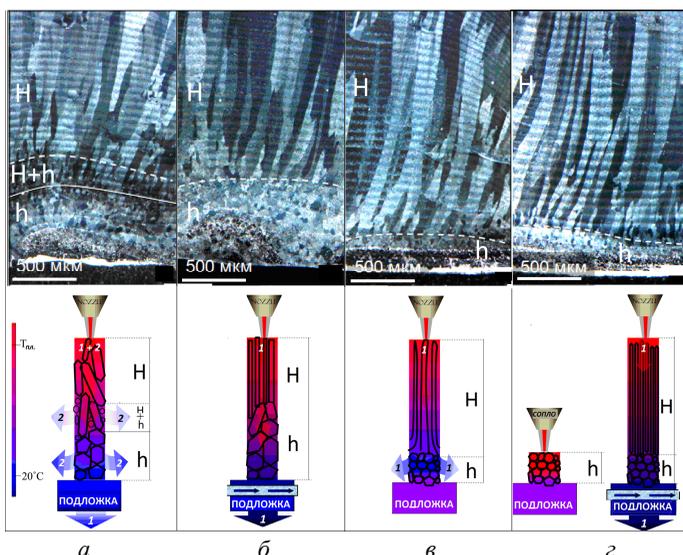


Рисунок 3 – Влияние температуры на формирование структурных зон в образцах из сплава ВТ6 в процессе ПЛНМ: *а* – при обычных условиях; *б* – с принудительным охлаждением подложки; *в* – с предварительным подогревом подложки до температуры 300 °С перед началом выращивания образцов; *г* – с предварительным подогревом подложки перед началом выращивания образца и принудительным охлаждением подложки после нанесения первых пяти слоев

Принудительное охлаждение подложки на этапе формирования столбчатых зерен после нанесения пяти слоев резко увеличивает интенсивность изменения температуры в направлении нормали к подложке, что обеспечивает рост тонких столбчатых зерен в структуре металла образца.

Таким образом, изменение температуры подложки на различных этапах выращивания образца методом ПЛНМ позволяет осуществлять целенаправленное управление структурой в металле образцов из титанового $\alpha+\beta$ -сплава.

На рисунке 4, *а* можно видеть границу между наплавленным металлом ПТОМ-1 и сплавом ВТ8. В приповерхностных слоях наплавленного металла при импульсном режиме не наблюдается резкого изменения размера зерен в центральных областях (рисунок 4, *б*) и по границам наплавленного металла (рисунок 4, *в*). Однако структура наплавленного металла ПТОМ-1 представлена в виде вытянутых зерен, средний размер которых не превышает 30 мкм. Режим наплавки подбирался таким образом, чтобы толщина наплавленного слоя металла не превышала 200 мкм.

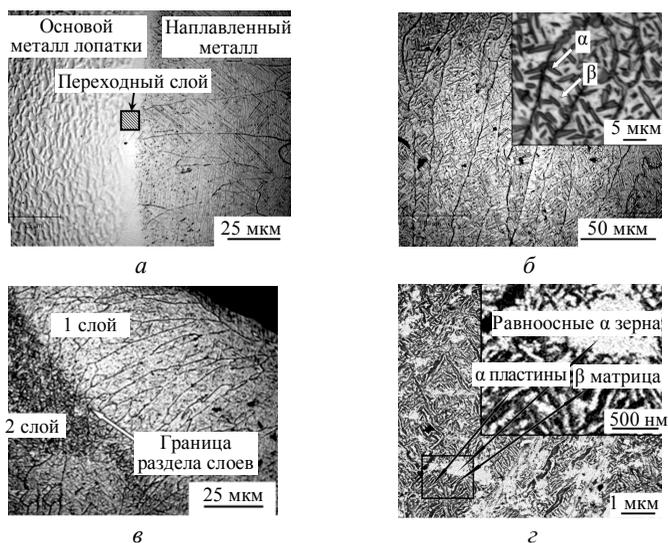


Рисунок 4 – Структура наплавленного металла из порошкового материала: *а–в* – ПТОМ-1; *г* – ВТ25У на поверхность сплава ВТ8

При этом, внутри β зерен наблюдается структура «корзинчатого плетения», представленная α - и β -фазами примерно в равном соотношении (рисунок 4, б). Такой тип структуры наблюдается во всем сечении наплавленного металла (рисунок 4, в).

Структура наплавленного металла ВТ25У представляет собой колонии α -пластин на фоне β -матрицы с выделением равноосных α -зерен. Размер равноосных α -зерен не превышает 2 мкм (рисунок 4, г). Это связано с тем, что в процессе затвердевания расплава металла скорость зарождения равноосных зерен значительно превышает скорость их роста за счет значительного теплоотвода, обеспечиваемого подложкой.

Такой комбинированный метод ПЛНМ в импульсном режиме работы лазера и предложенной схемы термического воздействия на подложку позволил восстановить лопатку компрессора из сплава ВТ8, обеспечивая при этом хорошие усталостные свойства. По результатам испытаний на серийном уровне при $\sigma = 40$ кгс/мм², лопатка 5-й ступени компрессора с наплавкой торца пера разрушилась при наработке $N=1,2 \cdot 10^6$ циклов по месту захвата в приспособлении в области «замка». При этом наплавленный металл сохранился на лопатке без деформаций и разрушения.

В главе 4 представлены конструктивно-технологические особенности ПЛНМ многослойных покрытий в условиях сверхзвуковой подачи газопорошковой смеси (ХГНЛ) (рисунок 5). Было установлено (рисунок 5, а), что применение сверхзвукового потока позволяет получать многослойные покрытия на основе титана без плавления порошкового материала с сохранением исходной структуры, характерной для порошкового материала.

Рисунок 5, б иллюстрирует возможность получения многослойного покрытия с плавлением порошкового материала методом ХГНЛ. Специальный механизм, позволяющий изменять угол наклона лазерной головки относительно подложки, позволил добиться пересечения фокусных точек лазерного пятна и газопорошкового потока, что позволило получить материалы со структурой, схематично изображенной на рисунок 5, б, в. На рисунке 5, в показан новый метод формирования многослойных металлических материалов,

при котором поверхность покрытий шаржируется порошковыми частицами. Такой способ позволяет получать комбинированные многослойные покрытия.

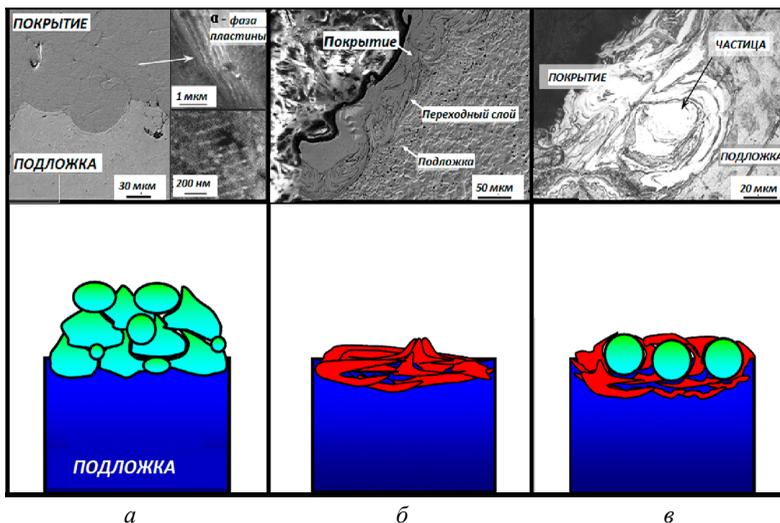


Рисунок 5 – Основные типы покрытий ХГНЛ: *а* – без плавления порошкового материала VT20; *б* – с полным плавлением порошкового материала NiCrCBSiFe; *в* – с плавлением покрытия и последующим внедрением частиц порошка NiCrCBSiFe

На основе экспериментальных исследований была предложена классификация покрытий по типу нанесения: покрытия, наносимые без плавления порошкового материала; покрытия, наносимые с полным плавлением порошкового материала; покрытия, наносимые с частичным плавлением и шаржированием частицами исходного порошкового материала.

На рисунке 6, *а* представлено покрытие из сплава VT20 на поверхности подложки из среднеуглеродистой стали без плавления порошкового материала. На рисунке 6, *б* видно, что в приграничной зоне между покрытием, нанесенным с плавлением порошкового материала, и подложкой из среднеуглеродистой стали наблюдается значительная химическая неоднородность в результате перемешивания.

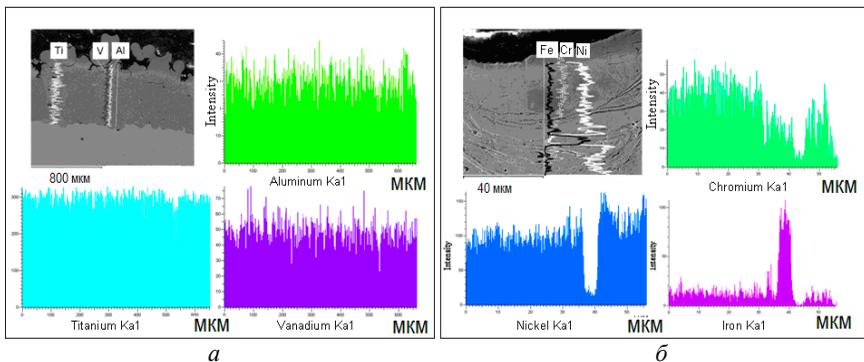


Рисунок 6 – Распределение химических элементов в поперечном сечении покрытий: *a* – BT20; *б* – NiCrCBSiFe

На рисунке 7 показано распределение основных элементов в металле покрытия и металлической подложке.

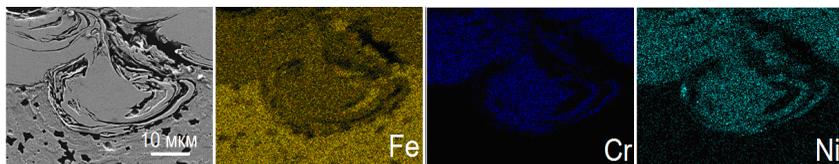


Рисунок 7 – Картирование в области частиц NiCrCBSiFe, внедренных в покрытие и стальную подложку

Экспериментальным путем показано, что сверхзвуковой поток газопорошковой смеси обеспечивает внедрение порошковых частиц в покрытие и подложку.

На микрофотографии (рисунок 8) виден переходный слой между металлом, полученным методом ХГНЛ и ПЛНМ. Комбинация этих двух технологий позволяет получить структурно-градиентный материал в процессе формирования многослойных покрытий. Средний диаметр зерна 300-500 мкм в сплаве, полученном методом ПЛНМ. Средний диаметр зерен в структуре металла образца ХГНЛ составил 30 мкм.

Диаграмма растяжения образцов ХГНЛ и ХГНЛ_С_ ПЛНМ показана на рисунке 9.

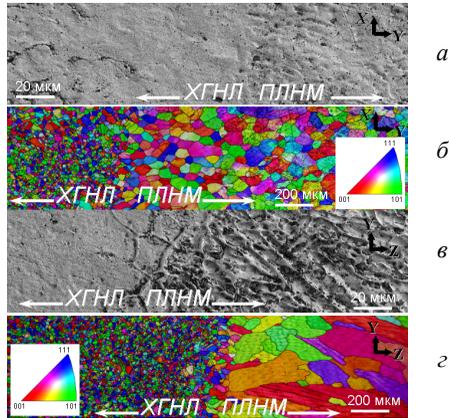


Рисунок 8 – Карты EBSD и SEM изображения образца ПЛНМ_С_ХГНЛ в ориентации: *a, б* – XY; *в, г* – ZY

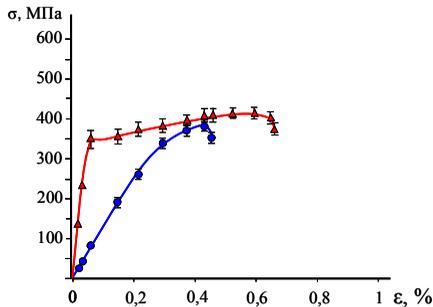


Рисунок 9 – Диаграмма растяжения образцов:
—●— – ХГНЛ и —▲— – ПЛНМ_С_ХГНЛ

Видно, что прочность на растяжение образцов ХГНЛ_С_ПЛНМ больше на 11 % в сравнении с образцом, полученным методом ХГНЛ. Относительная деформация образца ХГНЛ_С_ПЛНМ на 30% выше, чем у образцов ХГНЛ.

В главе 5 изложены способы формирования структуры металла в процессе ПЛНМ с шаржированием поверхности частицами исходного порошка. На рисунке 10 показаны изображения ванны расплава в процессе ПЛНМ, полученные методом высокоскоростной съемки. При ПЛНМ в постоянном режиме работы лазера пото-

ки газа, истекающего из сопла, осуществляют колебания жидкой ванны расплава (рисунок 10).

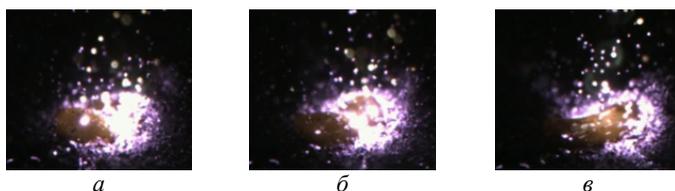


Рисунок 10 – Изображения ванны расплава в процессе ПЛНМ сплава ВТ6 на поверхность ВТ8

Для обеспечения стабильности формы наплавочного валика в экранирующей среде рекомендуется, чтобы толщина наплавляемого слоя была как можно меньше. На рисунке 11 показаны изображения лазерного пятна в процессе формирования покрытия методом ПЛНМ на поверхности псевдо- α -сплава ВТ20.

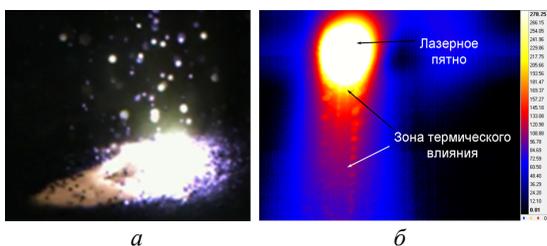


Рисунок 11 – Изображение наплавочного валика: *а* – получение наплавочного валика методом ПЛНМ; *б* – распределение температурных полей в области лазерного пятна

Частицы, попадающие в зону лазерного плавления, являются центрами кристаллизации. На рисунке 12 видно, что импульсный режим обеспечивает значительный вклад тепла на поверхности подложки.

Лазерный луч обеспечивает одновременное плавление подложки и частичное плавление порошковых частиц ВС. Как видно из рисунка 12, во время единичного лазерного импульса частицы подаваемого порошка, согласно температурной шкале, плавятся еще над поверхностью подложки. Следовательно, в процессе фор-

мирования наплавочного валика могут участвовать как твердые частицы, так и расплавленные. На рисунке 12 (423 мс) видно, как частицы порошка рассеиваются.

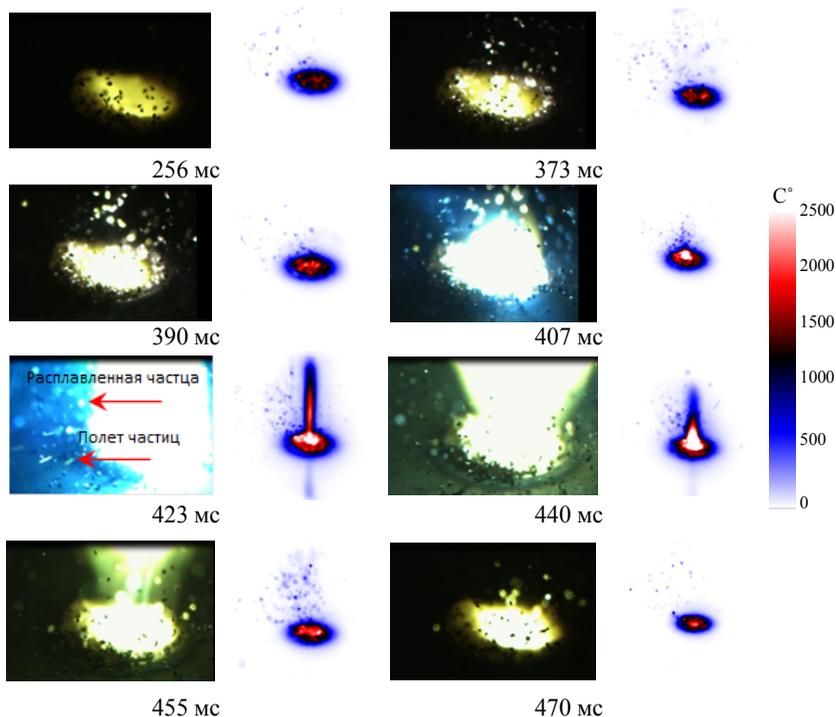


Рисунок 12 – Изображения одиночного импульса: фото (слева) и тепловое изображение (справа) при легировании титанового сплава BT8

На рисунке 13 представлен процесс однократного импульсного воздействия на поверхность подложки с одновременным лазерным синтезом. На рисунке 13 показано покадровое изображение одиночного импульсного воздействия.

Можно видеть начальный момент плотность светового потока увеличивается. Можно видеть, как частицы над поверхностью легирования, а также зона легирования подвергаются мощному лазерному воздействию. В момент, когда лазерный импульс достига-

ет максимума, процесс легирования напоминает микровзрывы с характерными хлопками.

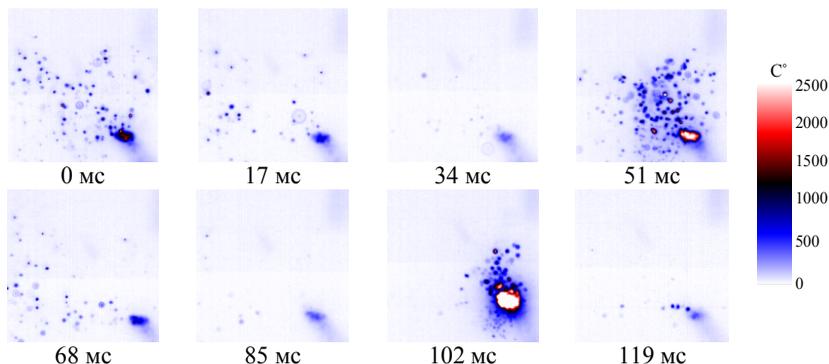


Рисунок 13 – Изображения пятна контакта в процессе осуществления импульсного лазерного легирования поверхности титанового сплава VT8

Частицы порошка вбиваются в ванну расплава, создавая интенсивное перемешивание металла в зоне легирования. Вид поверхности легированного слоя показан на рисунке 14.

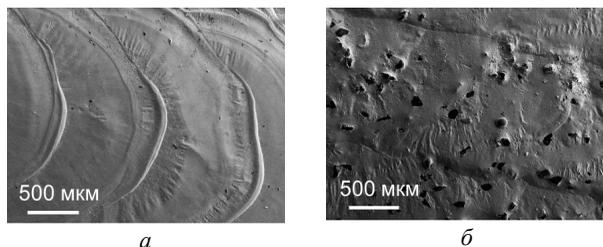


Рисунок 14 – Изображение легированного слоя на поверхности титанового сплава VT20 лазером мощностью: *a* – 5 кВт; *б* – 10 кВт

Легирование поверхности титанового сплава VT20 осуществлялось в импульсном режиме работы лазера. При этом поверхность обрабатывалась лазером с одновременной подачей порошка ВС.

Для осуществления процесса легирования были выбраны режимы и установлена оптимальная комбинация параметров процесса, такие как мощность лазера 5 и 10 кВт и частота импульсов 50 мс.

На микрофотографиях (рисунок 15) представлены поперечные сечения шлифов легированных образцов.

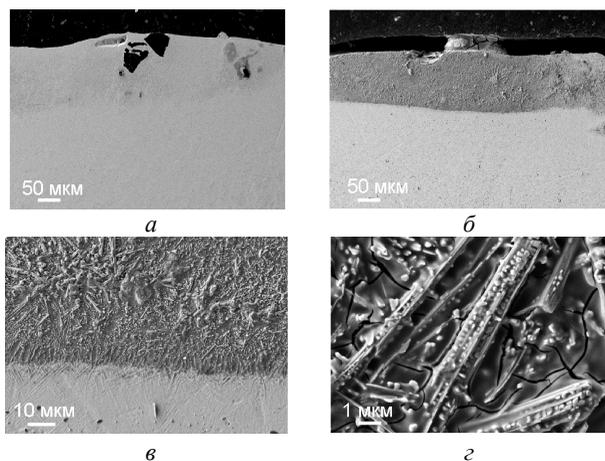


Рисунок 15 – Микрофотографии переходной области: *a, б* – между легированным слоем и подложкой; *в, г* – структура легированного слоя (при разных значениях мощности лазера): *a* – 5 кВт, *б, в, г* – 10 кВт

Из рисунка 15 можно видеть, что исходные частицы ВС обнаруживаются в поверхностном слое ВТ20. Обработка поверхности лазером с мощностью 10 кВт обеспечивает полное плавление частиц ВС. Из рисунка 15, *б* следует, что лазерный импульс приводит к расплавлению порошковых частиц ВС. В данной связи появление свободного углерода и бора в жидкой ванне расплава на поверхности ВТ20 приводит к образованию вторичных фаз TiV и TiV_2 . Это утверждение подтверждается дифрактограммами исходного образца и легированного образца (рисунок 16). Исходный материал состоит из α -фазы и небольшого количества β -фазы, тогда как в легированных слоях обнаруживаются фазы Ti , TiC , TiV и TiV_2 (рисунок 17).

На рисунке 18 приведены диаграммы, полученные в результате испытания на трение сплава ВТ20 без легирования и с легированием поверхности. Как можно видеть, износостойкость сплава ВТ20 с легированным слоем значительно выше, чем без легирования.

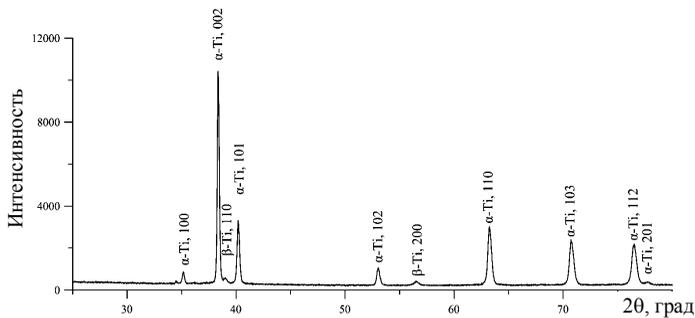


Рисунок 16 – Дифрактограмма поверхности сплава VT20

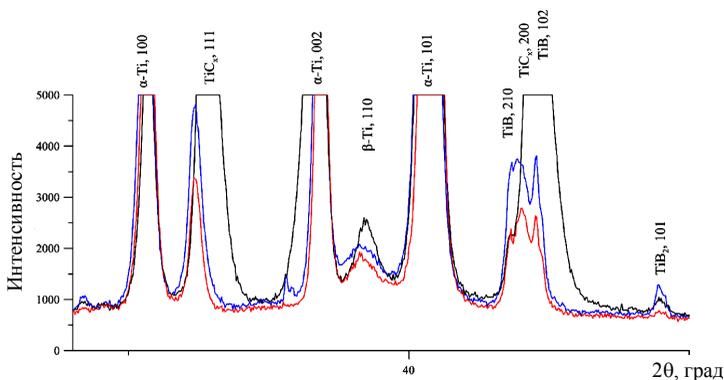


Рисунок 17 – Дифрактограммы легированного слоя на поверхности сплава VT20 в узком диапазоне углов ($34 \pm 45^\circ 2\theta$): ———— — исходный образец; ———— — после снятия 50 мкм поверхностного слоя образца; ———— — после снятия 200 мкм слоя поверхности образца

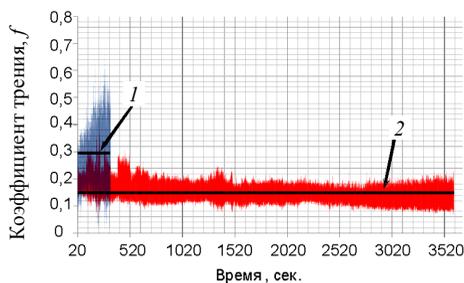


Рисунок 18 – Коэффициент трения поверхности сплава VT20: 1 – исходная поверхность без обработки; 2 – легированная поверхность

На рисунке 19 изображены поверхности сплава ВТ20 после испытания на трение. На электронных микрофотографиях поверхности сплава ВТ20 после трибологических испытаний наблюдаются сколы, отслаивания и разрушение локальных участков (рисунок 19, *a*). Карбиды TiC , TiV и TiV_2 упрочняют поверхность сплава ВТ20.

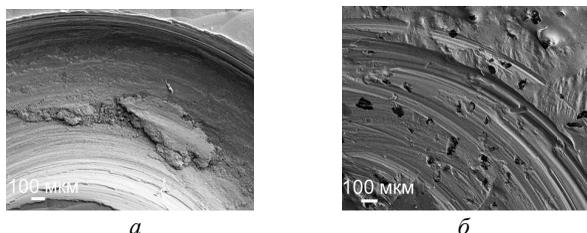


Рисунок 19 – Поверхность титанового сплава ВТ20 после трибологических испытаний: *a* – исходная без обработки; *б* – легированная

Таким образом, показано, что увеличение твердости и снижение коэффициента трения легированной поверхности сплава ВТ20, обеспечивается частицами исходного порошка ВС (рисунок 19, *б*).

При этом частицы карбида титана могут быть сформированы “in situ” в результате добавления чистого углерода. На рисунке 20 представлены глобулярные кристаллы TiC размером от 10 нм до 1 мкм, обнаруженные в металле в результате добавления углеродного волокна в зону плавления. На рисунке 20 представлено физическое моделирование процесса формирования карбидов типа TiC при ПЛНМ путем добавления углеродных волокон в состав порошковой смеси ВТ6.

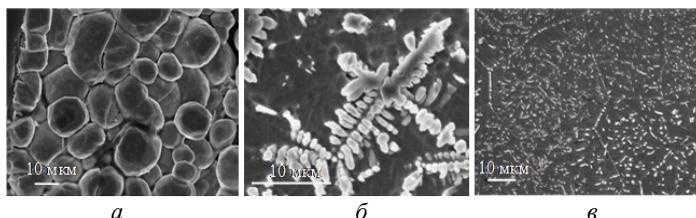


Рисунок 20 – Морфология карбидов TiC : *a* – глобулярные первичные карбиды на поверхности углеродных волокон; *б* – дендрит TiC ; *в* – высокодисперсные выделения по границам и внутри β – зерен

Физическое моделирование показало, что карбиды TiC в титановом сплаве в процессе ПЛНМ могут формироваться в виде сферических включений размером 10 – 20 мкм, дендритов и высокодисперсных включений игольчатой формы размером менее 1 мкм.

В главе 6 представлено исследование многослойного покрытия полученного путем послойного нанесения методом ПЛНМ разработанной порошковой смеси, состоящей преимущественно из частиц TiC с добавлением WC и VC. Оптимальный режим нанесения достигался в том случае, когда содержание частиц WC и VC не превышало суммарно 8 масс.% от общей массы частиц TiC.

Разработка режима ПЛНМ на торцы пера лопатки и бандажной полки осуществлялась варьированием мощности лазерного излучения и временем между импульсами.

В результате лазерного нанесения металла путем плавления смеси на основе TiC с добавлением VC и WC (рисунок 21, а, б) было получено многослойное функционально-градиентное покрытие на поверхности титанового сплава. Матрица наплавленного металла, полученная в результате плавления TiC и VC, имела твердость в два раза выше твердости металла основы (рисунок 21, в). Исследование показало, что распределение твердости в наплавленном металле равномерно. При наплавке порошковой смеси предложенной композиции за счет расплавления TiC и одновременном плавлении VC произошло образование фазы TiV в наплавленном металле. Его матрица насыщена исходными частицами карбида титана, размер которых больше 30 мкм.

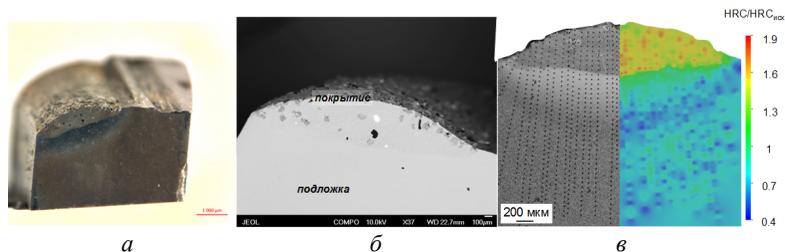


Рисунок 21 – Схема нанесения покрытия: а – вид наплавленного металла методом ПЛНМ на поверхность сплава VT8; б – электронная фотография наплавленного металла; в – распределение твердости между наплавленным металлом и подложкой

На рисунке 22 можно видеть, что крупные не расплавившиеся частицы исходных порошков TiC, WC и BC распределены в наплавленном металле. Твердость частиц составила: для WC – 1384 $HV_{0,1}$; TiC – 2579 $HV_{0,1}$; BC – 5108 $HV_{0,1}$ при твердости матрицы покрытия 520 $HV_{0,1}$.

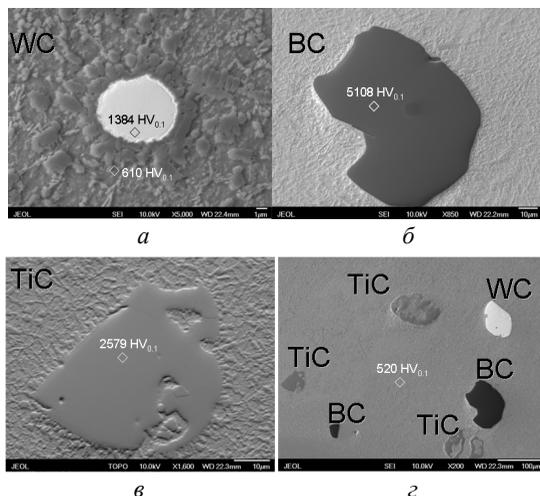


Рисунок 22 – Изображения включений в матрице металла наплавленной порошковой композиции на основе TiC с добавлением 5 масс.% BC и 3 масс.% WC: а – WC; б – BC; в – TiC; з – смесь частиц

В главе 7 изложены результаты исследования влияния акустических колебаний на формирование структуры и свойств металла образцов, формируемых методом ПЛНМ. Показано, что варьирование частоты и мощности акустических колебаний позволяет формировать в металле образца участки с мелкими равноосными зернами.

На рисунке 23 приведена схема оптимальных параметров акустических колебаний при изготовлении деталей методом ПЛНМ.

В результате исследований экспериментально была определена последовательность установки акустических волноводов на подложку для преимущественного формирования мелких равноосных зерен в металле образцов из сплава ВТ6 (рисунок 24). Акустические волноводы были установлены на подложке в следующей

последовательности: 1) $\nu = 80$ кГц и $P = 65$ %; 2) $\nu = 100$ кГц и $P = 100$ %; 3) $\nu = 60$ кГц и $P = 100$ %; 4) $\nu = 22$ кГц и $P = 100$ %. Данная последовательность позволила получить образцы из сплава ВТ6 полностью с равноосной структурой.

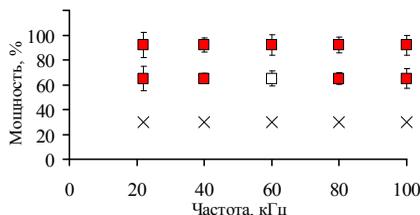


Рисунок 23 – Диаграмма оптимальных параметров акустических колебаний при выращивании образцов методом ПЛНМ+УЗ: ■ – формирование равноосных зерен, □ – формирование областей со смешанным типом зерен, × – формирование равноосных областей не обнаруживается

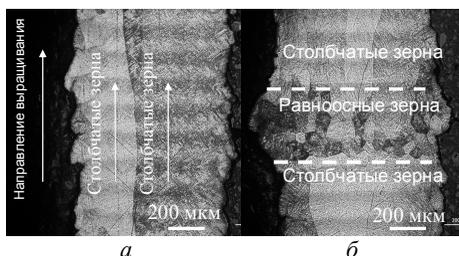


Рисунок 24 – Структура металла образцов в поперечном сечении: *a* – ПЛНМ; *б* – ПЛНМ+УЗ при $\nu = 100$ кГц и $P = 100$ %

На рисунке 25 приведены дифрактограммы образцов, полученных с помощью ПЛНМ+УЗ и ПЛНМ. Для обоих методов в поперечном сечении образцов структура представлена гексагональной плотноупакованной α -фазой и объемно-центрированной кубической β -фазой.

Асимметричное уширение пика XRD при $2\theta = 36,5^\circ$ и $2\theta = 40,2^\circ$, принадлежащего α -Ti (100) и α -Ti (101) соответственно, указывает на присутствие фазы TiC в образце, полученном методом ПЛНМ+УЗ (рисунок 25, б). Форма этих двух пиков может рассматриваться как суперпозиция нескольких пиков для α -Ti (100),

TiC (111) и α -Ti (101), TiC (200). Для образца ВТ6 объемная доля фазы TiC не превышает 1 масс.%. Рисунок 25,а,б показывает, что относительная интенсивность дифракционных пиков α -Ti характеризуется преобладающим кристаллографическим направлением $\langle 101 \rangle$. Однако пик дифракции рентгеновских лучей, принадлежащий фазе TiC, расположенный при $2\theta = 40,2^\circ$, полностью исчезает в образце, полученном методом ПЛНМ+УЗ (рисунок 25,б). Таким образом, можно предположить, что акустические колебания при выращивании образцов вызывают равномерное распределение углерода, при этом образование TiC снижается.

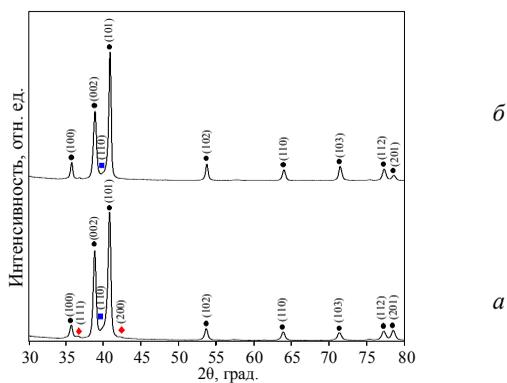


Рисунок 25 – Дифрактограммы образцов:
 а – ПЛНМ; б – ПЛНМ+УЗ (● – α -Ti; ■ – β -Ti; ◆ – TiC)

При содержании углерода более 0,05 масс.% в структуре титана могут выделяться карбиды. Следует отметить, что исходный порошок титана имел содержание углерода 0,02 масс.%. Рентгеноструктурный анализ показал образование фазы TiC, появление которой подтверждается электронной микроскопией и которая в структуре металла выделяется в форме игл и в виде мелких глобулярных частиц в локальных областях. Направленная кристаллизация при быстром охлаждении в процессе выращивания образцов вызывает сегрегацию углерода в микрообъемах. Таким образом, можно предположить, что содержание углерода в локальных объемах металла может превышать 0,05 масс.%.

Статические испытания образцов из сплава Inconel 718 полученным методом ПЛНМ+УЗ с приложением нагрузки вдоль направления выращивания (0°) показали, что дополнительное ультразвуковое воздействие способствовало увеличению предела прочности на 6 % (рисунок 26). Однако предел прочности при растяжении образцов в направлении, перпендикулярном выращиванию (90°), оказался выше на 21 % по сравнению образцами, полученными без ультразвукового воздействия.

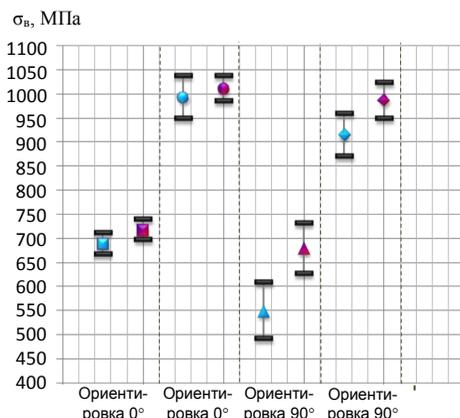


Рисунок 26 – Предел прочности образцов после статических испытаний на растяжение: ■ – ПЛНМ; ▲ – ПЛНМ; ■ – ПЛНМ+УЗ+ТО; ◆ – ПЛНМ+УЗ+ТО; ■ – ПЛНМ+УЗ; ▲ – ПЛНМ+УЗ; ● – ПЛНМ+ТО; ◆ – ПЛНМ+ТО

Термическая обработка (ТО) способствовала увеличению предела прочности образцов в 1,8 раза для каждой ориентации соответственно. Увеличение прочности образцов, полученных ПЛНМ+УЗ+ТО, составляет 7% для ориентаций образцов 90° . Увеличение прочности в направлении 90° образцов ПЛНМ+УЗ+ТО, составило 3 %. Прирост прочности связан с уменьшением размера зерна и включений в структуре металла инициированных ультразвуковыми воздействиями (рисунок 27). Уменьшение размера зерен, объясняемое влиянием кавитации в жидкой ванне расплава, способствовало увеличению числа межзеренных границ, что в свою очередь увеличило сопротивление развитию трещин. Таким

образом, установлено, что образцы, полученные методом ПЛНМ, имеют анизотропию свойств по различным направлениям. Свойства образцов в направлении, параллельном выращиванию, имеют прочностные свойства ниже, чем в перпендикулярном. Эта закономерность может быть объяснена наличием пор и увеличением протяженности границ зерен. Анизотропия свойств связана с размером и формой пор в металле образцов.

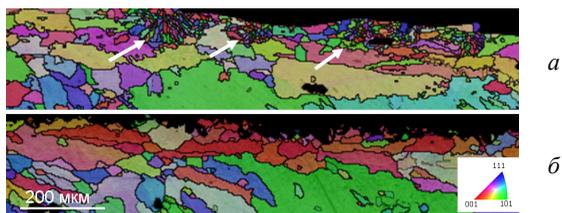


Рисунок 27 – EBSD анализ микроструктуры Inconel 718:
a – ПЛНМ+УЗ; *б* – ПЛНМ без воздействий ультразвуковыми колебаниями

Поры в образцах, полученных ПЛНМ, имеют размер от 3 до 10 мкм и выступают в качестве концентраторов напряжений. Применение акустических колебаний позволяет снизить пористость, а также гомогенизировать структуру и снизить размер фаз Лавеса. Это позволяет снизить анизотропию свойств в направлениях 90° и 0° относительно направления выращивания образца (рисунок 28).

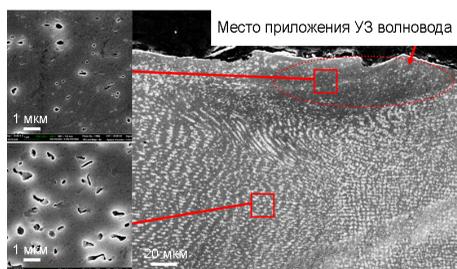


Рисунок 28 – Влияние ультразвука на размер фаз Лавеса

Таким образом, были обнаружены позитивные эффекты, вызванные дополнительной ультразвуковой обработкой в процес-

се ПЛНМ и приведшие к увеличению прочности при сохранении пластичности образцов из сплава Inconel 718. Кавитация, создаваемая в жидкой ванне расплава, в процессе ПЛНМ+УЗ, способствовала схлопыванию пор, уменьшению среднего размера зерен и фаз Лавеса.

Известно, что при лазерном плавлении металлов скорости нагрева и охлаждения более чем 10^6 °C/с. Этого времени может быть недостаточно для появления кавитации. Для каждого материала требуются свои параметры частоты и мощности. На рисунке 29 представлена схема, отражающая механизм возникновения равноосных зерен в структуре металла ПЛНМ+УЗ образцов.

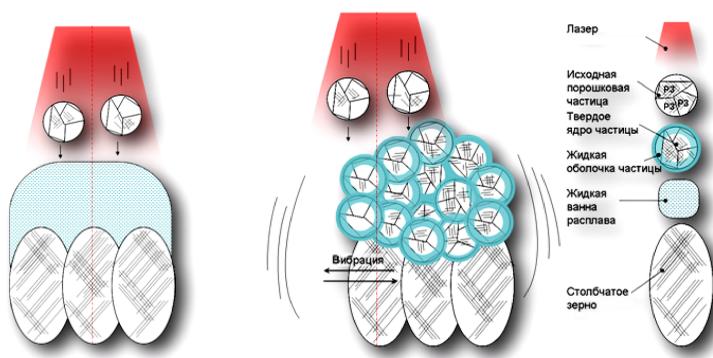


Рисунок 29 – Схема формирования равноосных зерен в структуре металла в процессе ПЛНМ+УЗ

Амплитуда ультразвуковых колебаний меняется синусоидально в направлении роста образца (вектор направлен перпендикулярно подложке). Было установлено, что мелкие равноосные зерна образуются только в определенных участках металла образца и положение этих областей индивидуально для каждой частоты и мощности ультразвуковых колебаний.

Можно предположить, что образование участков с мелкими равноосными зёрнами происходит в областях с максимальной амплитудой акустической волны, т.е. осуществляется вибрация образца относительно луча с высокой частотой. Кавитация способствует разрушению ванны расплава за счет образующихся и схлопывающихся

пузырьков в жидком металле. Это приводит к остановке эпитаксиального роста столбчатых зерен и формированию мелких равноосных зерен в структуре.

Экспериментально показано, что за формирование мелкозернистой структуры металла в процессе ПЛНМ+УЗ ответственны порошковые частицы исходного порошкового материала. Воздействие низкочастотной вибрации на процесс ПЛНМ приводит к измельчению включений и снижению химической неоднородности.

На рисунке 30 представлена реализация ремонтной технологии лопатки ГТД методом ПЛНМ+УЗ.

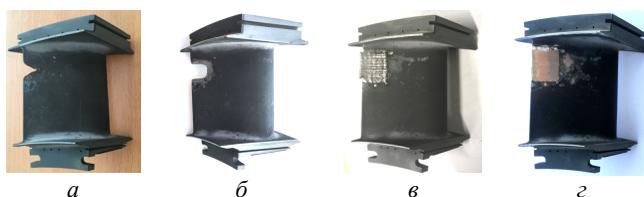


Рисунок 30 – Реализация способа ремонта лопатки ГТД методом лазерно-акустического аддитивного производства

Реализация способа восстановления лопатки газотурбинного двигателя (ГТД) 5-й ступени компрессора методом ПЛНМ в импульсном режиме работы лазера по предложенной схеме термического воздействия на подложку представлена на рисунке 31.

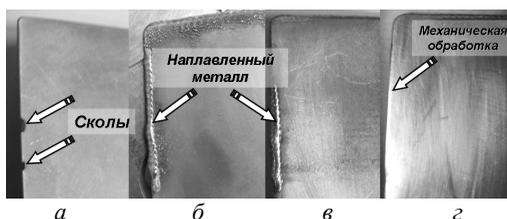


Рисунок 31 – Фрагмент пера лопатки из титанового сплава ВТ8:
а – дефект по входной кромке; б, в – наплавленный металл ПТОМ-1;
з – вид кромки лопатки после механической обработки

Элемент пера лопатки ГТД, выращенного методом ПЛНМ+УЗ, представлен на рисунке 32.

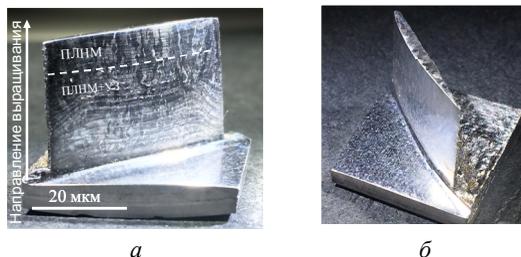


Рисунок 32 – Элемент пера лопатки

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработаны технологические принципы повышения физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов на основе изучения формирования структуры в процессе ПЛНМ при внешних воздействиях.

2. Разработана технология модифицирования поверхности титанового сплава ВТ20 путем ее расплавления импульсным излучением с добавлением частиц TiC. Параметры области модифицированного слоя, такие как зона термического влияния, длина и глубина зоны легирования, в зависимости от мощности лазерного излучения, могут быть аппроксимированы линейными зависимостями. При мощности 10 кВт порошковые частицы растворяются в поверхностном слое и перемешиваются с металлом основы. При этом формируются вторичные фазы TiC и Ti₂C, которые идентифицируются в структуре модифицированного слоя как дендриты или высокодисперсные частицы TiC игольчатой морфологии с размером 200-500 нм. При использовании лазера мощностью от 2 до 6 кВт в легированном слое происходит фиксация исходных порошковых частиц TiC.

3. Установлено, что при легировании поверхности титанового сплава ВТ20 импульсным лазером с добавлением частиц TiC в зону лазерного воздействия приводит к увеличению твердости поверхности в 1,4 раза и снижает коэффициент трения в 1,2 раза. На основе полученных данных построены номограммы для определе-

ния основных режимов, необходимых для легирования поверхности VT20 импульсным лазером частицами TiC.

4. Установлены механизмы формирования TiC на основе физического моделирования, осуществленного путем введения углеродного волокна в состав порошковой смеси на основе VT6 в процессе ПЛНМ. Установлено, что в титановых сплавах в процессе ПЛНМ может происходить образование карбидов TiC глобулярной, дендритной и игольчатой формы. При содержании углерода в сплаве от 0,02 до 12 масс.% формируются карбиды TiC в форме игл. Игольчатая морфология TiC вызывает снижение пластичности и способствует образованию трещин. При этом в сплавах с содержанием углерода 12 масс.% и выше формируются карбиды TiC глобулярного типа, которые способствуют снижению потери массы 1,2 раза при испытаниях на износ.

5. Установлено, что при лазерном легировании поверхности сплава VT20 частицами TiC, TiB с мощностью лазера 10 кВт в матрице наплавленного металла происходит образование соединения TiB₂. Твердость поверхности титанового сплава VT20 увеличивается более чем в 2 раза в результате ее легирования частицами VC импульсным лазером. При этом коэффициент трения легированной поверхности уменьшается в 1,5 раза. Легированная поверхность титанового сплава VT20 устойчива к длительным испытаниям на трение при нагрузках 800 Н на контртело. На увеличение твердости и износостойкости оказывают влияние порошковые частицы VC, зафиксированные в матрице наплавленного металла. При этом образовавшиеся фазы TiC, TiB и TiB₂ способствуют увеличению твердости матрицы в 1,5 раза.

6. Разработан состав порошковой смеси на основе TiC, содержащий 5 масс.% VC и 3 масс.% WC. Получено покрытие методом ПЛНМ с формированием моноборида титана в матрице покрытия с равномерным распределением частиц TiC, VC и WC. Такая композиция в наплавленном металле достигается путем расплавления частиц TiC и VC, а частицы WC являются центрами кристаллизации. Твердость матрицы полученного покрытия составила 520 HV_{0,1}, при этом твердость армирующих частиц: WC – 1384 HV_{0,1}; TiC – 2579 HV_{0,1}; WC – 5108 HV_{0,1}.

7. Экспериментально обоснована необходимость использования сверхзвукового потока газопорошковой смеси в процессе ПЛНМ. Установлено, что значение предела прочности трехслойных покрытий составляет 350 МПа, что превышает значения, полученные для покрытий, сформированных методом ХГНЛ без расплавления порошкового материала. Дополнительное воздействие лазерного излучения в процессе ХГН приводит к повышению адгезионной прочности покрытия с подложкой в 1,3 раза. Разработан технологический прием, позволяющий частично сохранять частицы порошка в покрытии на основе NiCrCBSiFe, основанный на шаржировании частиц в поверхность покрытия. Установлено, что при таком методе нанесения материала твердость покрытия в 1,5 раза выше, чем при лазерной наплавке.

8. Установлено, что воздействие акустическими колебаниями в процессе ПЛНМ+УЗ с частотой $\nu = 80$ кГц и мощностью $P = 1$ кВт способствует формированию равноосной структуры в сплавах на основе железа, никеля и титана. Ультразвуковая обработка мощностью от 1 до 1,5 кВт и частотой от 22 до 100 кГц в процессе ПЛНМ+УЗ способствует снижению пористости, размера зерен в металле, а также подавлению формирования при кристаллизации сплавов охрупчивающих фаз. Показано, что метод ПЛНМ+УЗ способствует увеличению предела прочности сплавов до 21 % при сохранении пластичности.

9. Результаты работы внедрены в производственный процесс ООО «Управляющая Компания» «КЭР Холдинг» и предоставлены права использования объектов интеллектуальной собственности ПАО «КАМАЗ» по лицензионным соглашениям.

Основные положения диссертационного исследования опубликованы в работах:

Статьи в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ:

1. *Горунов, А.И.* Направленная кристаллизация образцов из нержавеющей стали 316L методом прямого лазерного нанесения

металла//Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2018. – Т. 84. – № 1-1. – С. 29-35.

2. *Горунов, А.И.* Формирование износостойких покрытий на основе никеля методом сверхзвуковой лазерной наплавки // Физика и химия обработки материалов. – 2016. – № 5. – С. 59-64.

3. *Горунов, А.И.* Исследование структуры и механических свойств покрытия из коррозионностойкой стали, сформированного методом газодинамического напыления с активацией процесса лазерным излучением // Деформация и разрушение материалов. – 2016. – № 9. – С. 2-7.

4. *Горунов, А.И.* Влияние комбинированного метода упрочнения концентрированными потоками энергии на структуру и твердость поверхности титанового $\alpha+\beta$ -сплава // Материаловедение. – 2016. – № 1. – С. 15-18.

5. *Горунов, А.И.* Упрочнение и наплавка волоконным лазером как способы целенаправленного формирования структуры и свойств титанового сплава ВТ6 / *Горунов, А.И., Гильмутдинов, А.Х.* // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2015. – № 4. – С. 40-44.

6. *Горунов, А.И.* Изучение влияния термической обработки на структуру и свойства образцов, получаемых методом прямого лазерного нанесения // Цветные металлы. – 2016. – № 5 (881). – С. 69-74.

7. *Горунов, А.И.* Упрочнение штамповой стали 4Х5МФС мощным волоконным лазером // Вестник машиностроения. – 2015. – № 12. – С. 65-67.

8. *Горунов, А.И.* Создание покрытий и объемных изделий из материала на основе никеля методом аддитивной лазерной обработки // Металлы. – 2016. – № 1. – С. 101-105.

9. *Горунов, А.И.* Восстановление титановых лопаток компрессора авиационного газотурбинного двигателя методом лазерной наплавки // Металлург. – 2017. – № 6. – С. 80-85.

10. *Горунов, А.И.* Восстановление авиационных деталей из сплава ЭП517-Ш с использованием аддитивных технологий / *Никуфоров С.А., Гильмутдинов А.Х.* // Вестник Казанского государствен-

ного технического университета им. А.Н. Туполева. – 2019. – Т. 75. – № 2. – С. 19-21.

11. *Горунов, А.И.* Новое функционально-градиентное покрытие TiB-TiC-BC-WS, формируемое методом лазерной наплавки // *Металлург.* – 2018. – № 8. – С. 82-89.

12. *Горунов, А.И.* Влияние температуры подложки на структурообразование в титановом сплаве в процессе прямого лазерного нанесения // *Металлург.* – 2020. – № 4. – С. 81-87.

13. *Горунов, А.И.* Исследование упрочненного многослойного покрытия, полученного методом холодного газодинамического напыления с использованием лазера // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2020. – № 86 (7). – С. 33-38.

Статьи, опубликованные в научных изданиях, включенных в наукометрические базы данных Scopus и Web of Science:

14. *Gorunov, A.I.* Laser pulse alloying the surface of Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-1V by boron carbide particles // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2019. – Vol. 105. – Pp. 719-731.

15. *Gorunov, A.I.* Investigation microstructure of carbon fibers reinforced composite on Fe and Ni-based obtained by laser metal deposition // *Surface and Coatings Technology.* – 2019. – Vol. 364. – Pp. 279-288.

16. *Gorunov, A.I.* Laser Alloying of Surface of Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-1V Titanium near- α -Alloy Prepared Via Melted by Pulsed Laser Radiation TiC Particles // *Lasers in Manufacturing and Materials Processing.* – 2019. – Vol. 6. – Pp. 26-40.

17. *Gorunov, A.I.* Features of Coatings Obtained by Supersonic Laser Deposition // *Journal of Thermal Spray Technology.* – 2018. – Vol. 27. – Pp. 1194-1203.

18. *Gorunov, A.I.* Complex refurbishment of titanium turbine blades by applying heat-resistant coatings by direct metal deposition // *Engineering Failure Analysis.* – 2018. – Vol. 86. – Pp. 115-130.

19. *Gorunov, A.I.* Study of the effect of heat treatment on the structure and properties of the specimens obtained by the method of direct metal deposition / *Gorunov, A.I., Gilmudtinov, A.K.* // *International*

Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – Pp. 2567-2574.

20. *Gorunov, A.I.* Investigation of coatings of austenitic steels produced by supersonic laser deposition / *Gorunov, A.I., Gilmudinov, A.K.* // Optics and Laser Technology. – 2017. – Vol. 88. – Pp. 157-165.

21. *Gorunov, A.I.* Laser-acoustic method of processing for non-ferrous and ferrous metals / *Gorunov, A.I., Gilmudinov, A.K.* // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1109. – № 012055.

22. *Gorunov, A.I.* Wear-Resistant Carbon-Fiber-Reinforced Ti-Based Composite Obtained by Laser Metal Deposition // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – Vol. 29. – Pp. 3305-3314.

23. *Gorunov A.I.* Investigation microstructure and fracture behavior of welded stainless steel specimens previously obtained by supersonic laser deposition // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 56. – Pp. 746-756.

24. *Gorunov A.I.* Investigation of M_7C_3 , $M_{23}C_6$ and M_3C carbides synthesized on austenitic stainless steel and carbon fibers using laser metal deposition//Surface and Coatings Technology. – 2020. – Vol. 401. – 126294.

25. *Gorunov A.I.* Additive manufacturing of Ti6Al4V parts using ultrasonic assisted direct energy deposition // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 59. – Pp. 545-556.

Патенты:

26. Пат. №2692348 Российская Федерация: МПК С23С 24/08 (2006.01), В23К 26/144 (2014.01), В23К 26/352 (2014.01), В24В 57/00 (2006.01). Способ гибридного лазерного шаржирования поверхности образца [Текст] / Горунов, А.И.; заявитель и патентообладатель Горунов, А.И.; №2017136336; заявл. 13.10.2017 г.; опубл. 24.06.2019 г., Бюл. № 18.

27. Пат. №2638850 Российская Федерация: МПК В23К 26/00 (2014.01), В23К 26/12 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01), В23К 26/342 (2014.01), В23К 26/08 (2014.01), С30В 13/00 (2006.01), С30В 13/24 (2006.01). Способ выращивания монокристалла и устройство

для его осуществления патент на изобретение [Текст] / Горунов, А.И.; заявитель и патентообладатель Горунов, А.И.. №2017116342; заявл., 10.05.2017; опубл. 18.12.2017 г., Бюл. № 35.

28. Пат. №2669953 Российская Федерация: МПК С23С 24/08 (2006.01), В23К 26/346 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01), С23С 28/00 (2006.01). Устройство для гибридного лазерно-акустического создания функционально-градиентного материала патент на изобретение [Текст] / *Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И.*; заявитель и патентообладатель Публичное акционерное общество "Региональный инжиниринговый центр промышленных лазерных технологий "КАИ - Лазер" №2017130653; заявл. 29.08.2017, опубл.17.10.2018 г., Бюл. № 29.

29. Пат. №2645631 Российская Федерация: МПК С23С 24/10 (2006.01), С23С 4/08 (2006.01), С23С 4/12 (2006.01). Способ нанесения покрытия на образец (варианты) и устройство для его осуществления (варианты) / *Горунов, А.И.* заявитель и патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ" (КНИТУ-КАИ). №2016148052; заявл.07.12.2016, опубл. 26.02.2018 г., Бюл. № 6.

30. Пат. №2656906 Российская Федерация: МПК В23К 26/342 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01) Способ лазерной наплавки покрытий на образец и устройство для его осуществления [Текст] / *Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И.* заявитель и патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ" (КНИТУ-КАИ). №2017113581, заявл.19.04.2017, опубл.07.06.2018., Бюл. № 16.

31. Пат. №2618287 Российская Федерация: МПК В23К 26/211 (2014.01), В23К 26/342 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01) Способ лазерной обработки изделия (варианты) и устройство для его осуществления (варианты) [Текст] / *Гильмутдинов А.Х., Горунов А.И.* заявитель и патентообладатель: Федеральное государст-

венное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ" (КНИТУ-КАИ). № 2015132566, заявл.04.08.2015, опубл. 09.02.2017., Бюл. № 4.

32. Пат. №165179 Российская Федерация: МПК В23К 26/342 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01), В23К 26/70 (2014.01). Сопло для лазерной обработки изделия [Текст] / *Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И.* заявитель и патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ" (КНИТУ-КАИ). №2015112764/02, заявл.07.04.2015, опубл. 10.10.2016 Бюл. № 28.

33. Пат. №170344 Российская Федерация: МПК В23К 26/342 (2014.01), В23К 26/144 (2014.01), В23К 26/70 (2014.01) Устройство для лазерной обработки изделия патент на полезную модель [Текст] / *Гильмутдинов, А.Х., Горунов, А.И.* заявитель и патентообладатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева-КАИ" (КНИТУ-КАИ). № 2016137847, заявл.19.09.2016, опубл. 21.04.2017 Бюл. № 12.

34. Пр. ЭВМ №2017617465 Российская Федерация: Программа управления процессом получения многослойных покрытий на установке газодинамического напыления с активацией процесса лазерным излучением [Текст] / *Горунов, А.И.* заявитель и патентообладатель: *Горунов, А.И.*, №2017614333, поступ. 10.05.2017, рег.: 05.07.2017, опубл. 05.07.2017.

35. Пр. ЭВМ №2016660262 Российская Федерация: Программа управления процессом выращивания металлических изделий аддитивным методом на установке лазерной наплавки [Текст] / *Горунов, А.И.* №2016617644, поступ. 12.07.2016, рег. 09.09.2016, опубл. 20.10.2016.

36. Пр. ЭВМ №2019619180 Российская Федерация: Программа моделирования процесса кристаллизации функционально-градиентных материалов получаемых в процессе прямого лазерного

нанесения [Текст] / *Горунов, А.И.* № 2019615075 поступ. 07.05.2019, рег. 12.07.2019, опубл. 12.07.2019.

Учебные пособия:

1. *Горунов, А.И.* Аддитивные технологии и материалы: учебное пособие / А.И. Горунов. – Казань: Изд-во КНИТУ-КАИ, 2019. – 64 с.

2. *Горунов, А.И.* Основы аддитивного производства: учебно-методическое пособие / А.И. Горунов, А.Р. Гайсина, А.Х. Гильмутинов. – Казань: Изд-во КНИТУ-КАИ, 2019. – 16 с.

Подписано в печать 16.12.20.
Формат 60×84 1/16. Бумага офсетная. Печать цифровая.
Усл.печ.л. 2,33. Тираж 100 экз. Заказ Д80.

Издательство КНИТУ-КАИ
420111, Казань, К. Маркса, 10